

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭56—139654

⑤ Int. Cl.³
C 22 C 38/12
C 21 D 8/04
9/48

識別記号
C B B

庁内整理番号
7147—4K
6793—4K
7047—4K

⑬ 公開 昭和56年(1981)10月31日

発明の数 2
審査請求 未請求

(全 7 頁)

⑭ 成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法

市原市荻作1311—64

⑯ 発明者 橋本修

千葉市貝塚町1327—314

⑮ 特 願 昭55—41844

⑰ 出 願 人 川崎製鉄株式会社

⑮ 出 願 昭55(1980)3月31日

神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

⑯ 発明者 入江敏夫

⑱ 代理人 弁理士 杉村暁秀 外1名

千葉市小倉台2—3—6

⑯ 発明者 佐藤進

明 細 書

1. 発明の名称 成形性の優れた高張力冷延鋼板
およびその製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C 0.002 ~ 0.015 %、Si 1.2 % 以下、Mn 0.04 ~ 0.8 %、P 0.03 ~ 0.10 %、Al は 0.02 % 以上でかつ N % × 4 以上、Nb は C % × 3 ~ { C % × 8 + 0.020 % }、残部実質的に Fe よりなる成形性の優れた高張力冷延鋼板。

2. C 0.002 ~ 0.015 %、Si 1.2 % 以下、Mn 0.04 ~ 0.8 %、P 0.03 ~ 0.10 %、Al は 0.02 % 以上でかつ N % × 4 以上 Nb は C % × 3 ~ { C % × 8 + 0.020 % }、残部実質的に Fe よりなる鋼スラブを熱間圧延し、その際全圧下率を 90 % 以上にかつ仕上圧延の圧延速度を 40 m/min 以上にとり、600 °C 以上の温度で捲取つて熱延コイルを得、前記熱延コイルに対し常法によつて冷間圧延を行なつて最終厚さの冷延鋼帯を得、前記冷延鋼帯に対し

700 ~ 900 °C において 10 sec ~ 5 min の連続焼鈍を施したのち少くとも 500 °C までを 60 °C/min 以上の速度で冷却することを特徴とする成形性の優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法に関し、特に本発明は引張強さ 35 ~ 45 kg/mm² 級の非時効性を有する成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

自動車の燃費向上を目的として車体を軽量化するため高張力鋼板の需要が増大している。このような鋼板は下記の諸要求を満足する必要がある。

1. 非時効性であること、2. F 値が高いこと、3. 伸びが大きいこと、4. 降伏比が低いこと、5. 介在物が少なく表面斑がないこと、6. 製品コストが低いこと。

このような要求に応える鋼としてマルテンサイト・フェライト二相合金組織からなるデュアル・フェーズ鋼や、アルミキルド鋼に P、Mn、Si 等

を添加含有させたりフオス鋼が開発されて来たが、成形性が不足するため自動車のフェンダー等の深絞りが行なわれる部位には使用できない。

一方鋼中のCおよびNと結合力の強いTiまたはNbを、CまたはC+N量に対して化学量論的に当量以上配合してCおよびNを固定し、さらに固溶強化元素としてMnまたはSiを配合して \bar{r} 値と引張強さの高い鋼板を得る方法が提案されている。例えば鉄と鋼1979年11頁838に0.01% C以下の極低炭素鋼にTi 0.25%、Mn 1.5%およびSi 0.22%を含有させた鋼を連続焼鈍することにより、引張強さ(以下TSと略記する) 43 kg/mm^2 、降伏点(以下YPと略記する) $22 \sim 25 \text{ kg/mm}^2$ 、 \bar{r} 値1.8、伸び39%の良加工性の鋼が得られることが報告されている。しかしこの鋼はTiが鋼中のC、Nと結合するほかにS、Oとも結合しているため多量の介在物を生成し、表面疵が発生し易いという欠点がある。またMn, Si, Tiの添加量が多いことおよび多量の合金を添加してかつ溶鋼中のCを0.01%以下に脱炭精錬する必要があることから、

合金コストならびに脱炭コストが高いという欠点を有している。

また特開昭54-100920号公報にはC 0.004%、Si 1.01%、Mn 0.22%、Al 0.025%、Nb 0.049%からなる鋼に連続焼鈍後400℃、3分間過時効処理を施すことによりTS $42 \sim 46 \text{ kg/mm}^2$ 、YP $28 \sim 30 \text{ kg/mm}^2$ 、 \bar{r} 値1.6~1.8、伸び32~35%の高張力鋼が得られることが提案されているが、 \bar{r} 値および伸びが低いために加工性が不十分であるという欠点がある。

本発明は、従来の高張力鋼板ならびにその製造方法の有する前記諸欠点を除去、改善した成形性の優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とし、特許請求の範囲記載の鋼板とその製造方法を提供することによつて前記目的を達成することができる。

次に本発明を詳細に説明する。

本発明者等は極低炭素鋼の時効性および深絞り性に及ぼす素材成分と熱間圧延条件の影響および高張力化するために添加するP, Si, Mn量と仕

上焼鈍条件の深絞り性と2次加工脆性に及ぼす影響を詳細に研究した結果、

- (1) Nに対するAlをAlN当量の2倍以上でかつ0.02%以上を含む鋼を熱間圧延における圧延率が90%以上、圧延速度40 m/min以上、巻取温度600~750℃で処理する場合にはCに対するNb添加量がNbCとしての当量のほぼ1/2以上であれば冷延・焼鈍後の製品は非時効性を示す。
- (2) Cに対し未結合の固溶Nbが0.020%未満の方が多量のNbを含む場合より伸びが大きく \bar{r} 値は同程度である。
- (3) Cに対し当量の約1/2以上で、かつ未結合Nbが0.020%以下の鋼にP, Si, Mnをそれぞれ単独に添加した時 \bar{r} 値の低下はMnが最も著しく、次いで、Siであり、Pは最も影響が小さい。
- (4) Pを0.05%以上添加した極低炭素鋼をバッチ焼鈍するとプレス加工後の2次加工脆性を起すが、1℃/sec以上の冷却速度で連続焼鈍すると0.10%以下のPを含有しても2次加工脆性が起らない。

- (5) Pを0.03%以上含有する場合にMnに又はSiを0.8%以下、もしくはMnとSiの和で1.2%以下含有すると \bar{r} 値の劣化が少なく高強度が得られる。

以上(1)~(5)の新規な知見を得て本発明を完成した。

次に本発明を実施データについて成分組成の限定理由と共に説明する。

C	Si	Mn	P	S	O	sol. Al	total N	No	Nb(%) C(%)	Nb(%) .8C(%)
0.003	0.01	0.15	0.05	0.01	0.004	0.035	0.004	0.011	1.6	-0.042
~	0.01							~	~	~
0.010								0.10	18.4	0.033

%の範囲内にあることはより好適である。

CはPが共存する場合粒界脆性を防止するのに効果のある元素であり、0.002%より少ないと前記効果がなく、一方0.015%より多いと $\bar{\alpha}$ 値、伸びの低下が著しくなるので、Cは0.002~0.015%の範囲内にする必要がある。

Al は N を AlN として固定するために 0.02 % 以上かつ N (%) の 4 倍以上添加することが必要である。さもないと鋼中 N が鋼中 Nb と結合するために鋼中に Nb によつて固定されない C が多量に残り、AI 値を十分低減できない結果を招く。しかし 0.1 % 以上の Al の添加は鋼中にアルミナクラスターに起因する介在物を増加させ、表面疵の原因となるので避けるべきである。

Nはその含有量が多いとAlの含有量を高める必要があり、Nは0.01%より多いとアルミナクラスタに起因する介在物の増加により表面疵が多くなるのでNは0.01%以下にする必要がある。

Pは主たる強化元素として使用される。Pは引張強さを高めるわりには \bar{r} 値を低下させる影響が

第1表に示す組成の鋼を1250℃に加熱後圧下率90%、圧延速度40m/min、仕上温度870℃、捲取温度680℃の条件下で熱間圧延後圧下率80%で冷間圧延して得た最終板厚の冷延板に対し、連続焼鈍によつて830℃に於て40secの焼鈍を施した際の製品の特性値(AI値、EL値、F値)におよぼすパラメータ- $\alpha \equiv \text{N}(\%) / \text{C}(\%)$ 及びパラメータ- $\beta \equiv \text{Nb}(\%) - \text{SC}(\%)$ の関係を第1~3図に示す。

第1図～3図からパラメータ α が3以上においてAI値、即ち時効指数が $1/\text{kg/mm}^2$ を下廻り、 \bar{F} 値が1.9を上廻り実質的に非時効で \bar{F} 値の高い鋼板が得られること及びEL値、伸びがパラメータ β に従つて変化し、 β が0.02%以下の場合において十分高い値が得られることが判る。かかる実験の繰返しにより、Nbは0(%)に対して3倍以上必要であるが $\beta \equiv \text{Nb}(\%) - 8\text{C}(\%)$ 値即ちCと未結合のNb(%)は、0.02以下であることが必要である。なお上記範囲内でNbの含有量が0.03～0.06%の範囲内にあり、かつ $6 \times \text{C}\% \sim 8 \times \text{C}\% + 0.010$

他の強化元素 Si, Mn に較べて少なく、かつ P を 0.05 % 程度含有させた鋼にあつては同一レベルの Mn あるいは Si を合金させた場合に P の低い鋼よりも \bar{r} 値が高いことを実験により知見した。

すなわち P 0.01%、Si、Mn をそれぞれ 0.1% 当りの YP、TS、EL、 \bar{r} 及び AI の変化の実験結果は第 2 表に示すとおりである。

第 2 表

	Pを0.01% 添加したと きの変化量	Siを0.1% 添加したと きの変化量	Mnを0.1% 添加したと きの変化量
YP (kg/mm^2)	+ 0.9	+ 1.0	+ 1.0
TS (kg/mm^2)	+ 1.0	+ 0.9	+ 0.8
EL (%)	- 0.8	- 0.7	- 0.8
\bar{r}	- 0.016	- 0.030	- 0.049

第 3 表

第2表をもとにTSの上昇量に対する \bar{r} の減少量を計算してみれば、同表の最右欄に示すようにPにおける場合が最も小さいことが判る。

次にP約0.05%を含有する鋼にさらにSi, Mnを含有させたときのSi, Mnの0.1%当りの諸特性に及ぼす影響を調査した結果を第3表に示す。

	0.05% P添加鋼にSiを0.1%複合添加したときの変化量	0.05% P添加鋼にMnを0.1%複合添加したときの変化量
YP (kg/mm ²)	+0.9	+0.9
TS (kg/mm ²)	+1.0	+1.0
EL (%)	-0.8	-0.9
\bar{r}	-0.026	-0.038

全表ならびに第2表によれば、Si、またはMnがPの低い鋼に添加された場合に較べてTSの上昇率に対する \bar{r} 値の低下率が小さいことが判る。実際上所要の強度レベルたる引張強さ35 kg/mm²以上を得るためにはPを0.03%以上とすることが必要である。しかし0.1%より多くなると2次加工脆性が生ずるので0.1%以下にする必要があり、強度レベルにもよるが一般的に0.04~0.07%の範囲内がより好適である。

Siは強化元素として0.2%以下、またMnは鋼

中Sの固定と鋼の強化のため0.04~0.8%用いられるが、先にも述べた様にPに比べ \bar{r} 値、伸びを低下させる傾向が著しいのでむしろ副次的に用いられる。

P、Si、Mn含有量が引張強さ(TS)、 \bar{r} 値、伸び(EL)に及ぼす影響を標準的に示すと第4表の如くである。

第 4 表

TS kg/mm ²	\bar{r}	EL(%)	% P	% Si	% Mn
34~38	1.8以上	40以上	0.04~0.07	0.3以下	0.05~0.30
39~43	1.7以上	37以上	0.05~0.08	0.2~0.6	0.05~0.30
44~48	1.5以上	35以上	0.05~0.08	0.3~1.0	0.2~0.6

本発明の鋼板において、その成分組成中C、Nb、Al、N、P、Si、Mnの含有量が上記範囲内であれば、その他の元素については一般的冷延鋼板に要求される程度の条件を満たしていればよく、すな

わちSは0.02%以下、Oは0.008%以下程度であれば良い。またその他に脱酸元素として微量の希土類元素あるいはCaの含有ならびに使用は炭素支えがなく、またMo、Cu、Ni、Crの少量の含有も差支えない。

次に本発明の製造方法を説明する。

本発明の鋼板を溶製に当たっては常用されている何れかの方法を単独あるいは組合せて用いることができる。しかしCは溶鋼の段階で予め脱炭しておくことが必要であり、そのための手段としてRH法、DH法などによる真空脱炭処理を施すことは有利である。また純酸素底吹転炉法(Q-BOP法)を用いて直接極低炭素鋼を溶製することも有利である。さらに従来の造塊法あるいは連続調造法の何れをも用いることができる。

連続調造によつて得られるスラブ、あるいは従来の造塊法によつて製造される鋼塊を分塊して得られるスラブは連続熱間圧延に供せられる。その際スラブの加熱温度としてはNbCを鋼中に固溶させるに必要な1150℃以上が確保されればよく、

一般的な1150～1300℃の温度範囲で十分である。

本発明によれば、連続熱間圧延の際の圧下率と圧下速度を限定する必要がある。すなわち圧下率はスラブが粗圧延を経て仕上圧延スタンド群を出るまでの全圧下率が90%以上となるようにする必要がある。また仕上スタンド群の圧延速度は最低40m/minとする必要がある。

上記圧下率と圧延速度との条件が満足された場合には、圧延過程において微細な、例えば1000Å以下のNb(C,N)、AlN、MnSからなるとみられる複合析出物が非常に密に存在し、これら析出物の周囲に鋼中のCが安定して存在することとなり、実質的に非時効性鋼板が得られるに至る。

一方圧下率が90%より低く、あるいは圧下速度が40m/minより遅い場合には上記の如き現象は生ぜず、非時効性を有する鋼板を得ることができない。

本発明によれば、熱延仕上温度は850℃以上とする必要がある。この温度より低い仕上温度を採用した場合には \bar{r} 値、伸び、時効特性が劣化する。

であれば目標とする材質に合わせて適当に選ぶことができる。700～900℃の間では高温の方が強度は低くなるが、 \bar{r} 値および伸びは大きくなる。750～850℃、30～90秒間の均熱が特に好適である。

上記均熱・再結晶後、鋼帯は室温まで冷却される。その際の冷却速度は高くとも500℃までを60℃/分以上としなければPの粒界偏析のために2次加工脆性が起る。

しかし冷却速度が水冷等により100℃/secを超えると耐時効性が劣化し、すなわちAI値が高くなるが、別途300～500℃で過時効処理を行なえばよい。

結局冷却速度は60℃/分以下、好ましくは5～30℃/secの範囲内が有利である。

本発明の鋼板は、連続焼鈍を施した状態において非時効性であり、降伏伸びを生ずることはないが、表面粗度調整のため2%以下、好ましくは1%以下のスキンプラス圧延をかけることは一向に差支えない。

本発明によれば、巻取温度は600℃以上とする必要がある。この温度より低い温度で巻取るとNbによるCの固定が、またAlによるNの固定が不十分となり非時効性の鋼板を得ることができない。AI値、 \bar{r} 値、 \bar{r}_L 値の点からみて、高温の巻取温度、すなわち640～750℃の範囲が有利であり、この温度範囲内の巻取温度とするためには仕上圧延後の水冷を弱めるとか、もしくは水冷を全く省略するなどの手段をとることができる。

このようにして得られた熱延コイルは、その後常法に従って酸化スケールを酸洗してから冷延するか、または冷延後酸洗または研削によりスケールを除去する。冷延の際の冷延率が60%より少ないと所期の \bar{r} 値が得られず、一方90%を超えると \bar{r} 値は高くなるが、異方性が大きくなるので、本発明によれば冷延率は70～85%の範囲内が特に好適である。

本発明によれば、上記の如くして得られた冷延鋼帯にはさらに連続焼鈍が施される。焼鈍温度および時間は700～900℃、10秒～3分間の範囲内

次に本発明を実施例について説明する。

実施例

第5表に成分組成を示す鋼I、II、IIIの3種の鋼を下記製造工程(1)、(2)、(3)を経て製造した。

表 5

	組成 (冷延板エッチング) %									
	C	Si	Mn	P	S	O	total N	total Al	Nb	Nb/C
I	.005	.011	.14	.062	.009	.0045	.0038	.040	.037	7.4
II	.004	.41	.12	.060	.011	.0026	.0041	.035	.023	5.8
III	.008	.54	.50	.067	.006	.0028	.0029	.032	.043	5.4

機における圧延速度 (タンデムロール出側の通抜速度にほぼ対応) は第1スタンド98、第7スタンド660 m/分に設定した。

仕上圧延機入側のシートバーの温度は1030～1050℃、仕上温度は880～910℃とした。

その後熱延鋼帯を巻取温度鋼Iでは760℃で、鋼IIでは660℃で、鋼IIIでは700℃で巻取った。

(3) 冷間圧延

熱延鋼帯を酸洗および冷間圧延することにより0.7 mm厚の冷延コイルとしたこのときの圧下率は78%であつた。

(4) 再結晶焼鈍

冷延コイルはクリーニング後連続焼鈍ラインにて再結晶焼鈍した。均熱条件は鋼I 800～830℃、3.0 sec、鋼II 820～860℃、40 sec、鋼III 800～830℃、25 secであつた。均熱後の冷却速度はいずれも15～20℃/secの範囲内であつた。

上記工程を経た焼鈍コイルは0.6%スキンプスを実施し製品とした。製品の機械的性質を第6表に

(1) 製鋼、造塊

鋼I、IIは純酸素上吹転炉 (LD転炉) で100 ton、鋼IIIは純酸素底吹転炉 (Q-BOP) で230 ton溶製した。その後いずれもRH脱ガス処理により脱炭、脱酸を行なった。処理時間は鋼I、IIでは25分間、鋼IIIでは35分間であつた。P、Mn添加は脱ガス処理開始直前、Si、Al、Nb添加は脱ガス処理終了直前に行なった。

鋼I、IIは連続鋳造法によつて鋼IIIは造塊-分塊圧延法によつていずれも220 mm厚のスラブとした。

(2) 熱間圧延

前記3スラブは表面手入れを施した後、加熱炉で1280℃ (表面温度)、35分の均熱保持を行なった。ひきつづき4列の粗圧延機、7タンデム式の仕上圧延機にて連続圧延した。粗圧延機ではスラブを最終的に40 mm厚のシートバーとし、さらに仕上圧延機により3.2 mm厚の熱延鋼帯とした。このときシートバーから熱延鋼帯とするまでの全圧下率は92%であつた。また仕上圧延

示す。

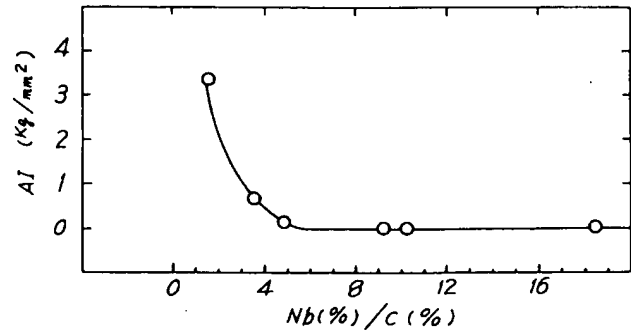
第 6 表

	機 械 的 性 質				
	YP kg/mm ²	TS kg/mm ²	El %	\bar{r}	AI kg/mm ²
I	23	37	44	2.2	0
II	25	41	41	1.9	0
III	28	46	36	1.7	0.2

鋼I、II、IIIよりそれぞれTS 35 kg/mm²級、40 kg/mm²級、45 kg/mm²級の成形性に優れた非時効性高強度冷延鋼板が得られている。なおいずれの鋼板も表面検査の結果、一般Alキルド鋼板並みで製品としての使用に問題がなかつた。

本発明によれば、上述のように強化元素としてPを利用できるのでSiおよびMnの添加量が少なく、また溶鋼の脱磷コストが低くて良いので素材の全コストが低く、しかもDDQクラスの絞り性鋼

第1図



板であるにも拘らず連続焼鈍後の過時効処理を必要としないために焼鈍コストも低いという利点を有している。

4 図面の簡単な説明

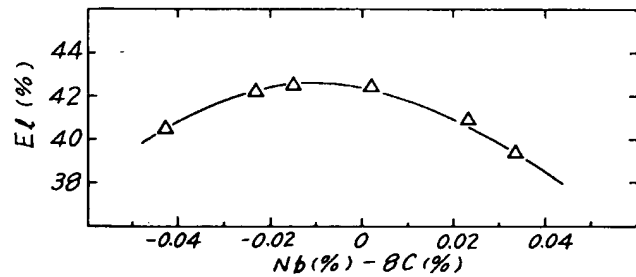
第1図は鋼板のNb % / C %とAI kg/mm²との関係を示す図、第2図は鋼板の(Nb % - θ C %)とEI %との関係を示す図、第3図はNb % / C %と τ 値との関係を示す図である。

特許出願人 川崎製鉄株式会社

代理人弁理士 杉 村 曉 秀

同 弁理士 杉 村 興 作

第2図



第3図

